高温における金属材料の変形および破壊に及ぼす結晶粒界の影響*

I 変 形

太 田 定 雄**

The Influence of Grain Boundaries on Deformation and Fracture of Metallic Materials at High Temperatures

I. Deformation

by

Sadao OHTA

(Central Research Laboratory, Kobe Steel, Kobe)

1 ま え が き

耐熱合金は高温で使用中に複雑な組織変化を起こすものが多く、高温での変形、破壊挙動と微細組織との関連は強い関心をひき、多くの研究が行なわれてきた。

従来、クリープの理論的な取り扱いが主としてクリープ速度を対象としてきたため、純金属、固溶合金に関するこの種の研究は、粒内の微細組織の変化とクリープ挙動の関連に重点が置かれてきた。

一方、実用面ではクリープ速度を考慮したクリープ強度より、破断を考慮したクリープ破断強度が重視される場合が多く、また現在広く用いられている析出硬化型の耐熱合金は、実際の使用条件では粒界で破断するものが大部分である。しかし、経験的にクリープ破断時間とクリープ速度の間に相関関係がみられることから、このような実用合金のクリープ破断挙動の解析、クリープ破断寿命の改善も粒内の組織変化に主眼を置いて行なわれてきた。

これに対し、最近、超塑性変形の研究、高温低サイクル疲労強度、クリープ破断強度に及ぼすふん囲気の影響に関する研究などを通じ、高温の変形、および特に破壊挙動に、結晶粒界が大きな影響をもつことが明らかになってきた。

また、粒界の構造に関する研究も進み、対応粒界モデル、粒界転位などの考えが導入され、粒界が変形、破壊に及ぼす影響に関する理論的ならびに実験的な研究が盛んに行なわれるようになってきた。

本稿は I においてクリープ、超塑性変形など高温における変形に及ぼす結晶粒界の影響について、また II においてクリープ破断、高サイクル疲労、低サイクル疲労など高温における破壊に及ぼす結晶粒界の影響について、おのおの、最近の研究を集録したものである。

2 粒 界 す べ り

2・1 全ひずみに対する粒界すべりの寄与

高温におけるクリープあるいは疲労では、結晶粒内の変形とともに、結晶粒界ですべりが観察される。

粒界すべりの量は、

(a) 試料表面につけたひっかききずなどのマーカの粒界におけるずれから求める。

(b) 試験前後の結晶粒の形状の変化から粒内変形量を測定し、粒界すべり量¹⁾＝全ひずみ量－粒内変形量によって求める。

(c) 表面に photoetch 法でつけた微小な格子の変形から粒内変形量を求め、上の関係から粒界すべり量を求める。²⁾

(d) 非金属介在物の列など内在するマーカのずれから求める。

などの方法によって測定されているが、この内、(b)の結晶粒の変形による方法は、変形後の粒界移動のため粒界すべり量の測定値が実際よりかなり大きくなることが指摘され、表面効果を除いて試料内部の粒界すべりを測定する方法として(d)がよいとされている。

図 1 に Garofalo³⁾ が求めた各種金属、合金の全ひずみ ϵ_t に対する粒界すべり量 ϵ_{gb} の寄与 ($r = \epsilon_{gb}/\epsilon_t$)

* 原稿受理 昭和49年1月2日

** 正 会 員 (株)神戸製鋼所中央研究所 神戸市葺合区脇浜町

図1 全クリープひずみに対する粒界すべりの寄与³⁾

を示す。

多くの場合、粒界すべり量の時間的変化は全ひずみ量と同様であり、 γ はひずみ量によらず、ほぼ一定の値を示す。図1にみられるように γ は低応力の場合ほど大きくなる傾向があり、純金属より合金の場合の方が大きく、また純金属では変形の異方性の大きい h. c. p. 金属の方が、f. c. c. 金属より大きい傾向がみとめられる。

通常の実験条件では γ は多くの場合50%以下であるが、IIに述べるように、粒界すべりは高温破壊に対して支配的な影響をもっているため重要である。

また、低応力の場合および合金の場合に γ が大きいことから、実用合金の使用条件における変形には粒界すべりが大きな役割をもっているものと考えられる。⁴⁾

粒界すべりに関する研究については、McLean,⁵⁾ Stevens,⁶⁾ 石田⁶⁾およびGleiter⁷⁾などによる解説があるので現象面の詳細はこれらに譲り、IIの各項と関連の深い粒界すべりの機構、律速段階および析出物の影響に関する研究について述べる。

2.2 粒界すべりの機構

粒界すべりの機構について、いくつかの考えが提出されているが、これらは粒界の構造モデルと密接な関係がある。

Kê⁸⁾は内部摩擦の実験結果から、粒界を空孔のような格子欠陥を含む、数原子の厚さの原子配列の乱れた層と考え、粒界すべりはこの層の中で隣接する2原子が互いに押し合いながらすれ違うことによって、粘性的な挙動を示すために起きると考えた。

Mott⁹⁾は、粒界では、原子の適合性のよい部分が、原子の適合性の悪い部分の中に島状に散在する「島モデル」を考え、粒界すべりは、適合性のよい島のまわりがある幅で溶解することによって起きると考えた。

多くの研究では粒界すべりは粒界そのもので起きると考えているが、Rhines¹⁰⁾らはAlのbicrystalを用

いた実験の結果から、粒界すべりは粒界上で起きるのではなく、粒界近傍の粒内の変形であると考えた。また、Tung¹¹⁾ら、Adsit¹²⁾らおよびFeltham¹³⁾は、粒界近くの転位源から転位が粒界に動き、その変形の粒界方向の成分が粒界すべりであると考えた。しかし、Strutt¹⁴⁾らは、粒界すべりが粒界上のきわめて狭い範囲に限られていることを示している。

KêやMottの機構では、粒界すべりが粒内すべりによって規制されることが説明しにくいこと、粒界上の全原子が一時に動いてせん断変形が起きると考えるよりも、転位によって粒界で一部ずつせん断変形が起きるとした方が自然であることなどから、Weertman,¹⁵⁾ Crussard¹⁶⁾らおよびHorton¹⁷⁾らは、粒内の格子転位が粒界に達し、粒界上を運動することによって粒界すべりが起きると考えている。図2に模式的に示すようにWeertman¹⁵⁾は、粒界に達した格子転位は粒界上で上昇運動によって移動し粒界すべりを起こすと考えており、一方Horton¹⁷⁾らは、Zn bicrystalについての観察結果から粒界上の格子転位はすべりおよび上昇運動の両方によって移動して粒界すべりを起こすと考えている。またCrussard¹⁶⁾らは、格子転位が粒界に達するといくつかの部分転位に分解して、粒界上を移動すると考えているが、Ishida¹⁸⁾らは、粒界上の転位の直接観察の結果から、粒界上の転位は部分転位に分解しないで移動すると考えている。

図2 格子転位の運動と粒界すべり⁶⁾

他方、粒界の構造について電界イオン顕微鏡などを用いた多くの研究が行なわれ、大傾角粒界の構造として、Brandon¹⁹⁾らによって対応粒界モデルが提出された。これは図3(a)にみられるように、隣接する結晶粒の間で、いくつかの格子点が一一致して、一種の双晶関係になっていると考えるもので、隣接する結晶の方位関係が特別な場合には、図3(a)のように対応関係が完全に規則的になっているが、その関係からずれた一般の場合には、図3(b), (c)に示すように、粒界転位とよばれる欠陥を伴った構造となる。この粒界転位は格子転位と異なったもので、そのバーガース・ベクトルは

図3 対応粒界と粒界転位²⁴⁾

格子転位より小さい。このような粒界転位の存在は電顕直接観察、電界イオン顕微鏡観察によって確かめられている。

Gleiter²⁰⁾らは、粒界転位の性質をしらべ、格子転位が粒内を運動するのに類似して、粒界転位が粒界上をすべり運動することによって粒界すべりが起きることを示した。

粒界すべりが粒界転位のすべり運動によって起きるとする概念はすでに Stevens⁵⁾によって示されていたものであるが、Fukushima²¹⁾らおよび最近の Ashby²²⁾らの泡模型実験によってもこれが確かめられている。

さらに、Horton²³⁾らは、Al の bicrystal の粒界すべりを電顕直接観察法でしらべ、2種類の粒界転位をみとめ、粒界の構造に起因する intrinsic な粒界転位の間を粒界すべりに寄与する extrinsic な粒界転位が移動していることを示している。

Hirth²⁴⁾は粒界転位の増殖、運動、粒内転位との反応などに基づいて、粒界による強化、降伏点に関する Hall-Petch の式、さらに後述するように高温変形などを説明しているが、格子転位の挙動が結晶粒内の諸性質と密接な関係があると同時に、粒界転位の挙動は、粒界すべりはじめ粒界の諸性質に重要な役割をもっているものと考えられる。

2・3 粒界すべりの律速過程

前述のように粒界すべりによるひずみと全ひずみはよく似た時間的変化を示し、 τ がひずみに関係なく、ほぼ一定であること、粒界すべりの活性化エネルギーは全体のクリープの活性化エネルギーにほぼ一致する⁹⁾¹⁹⁾こと、また粒内の結晶格子の規則-不規則格子変態に伴って、全体のクリープ速度と粒界すべり速度が同様の変化を

示すことなどから、粒界すべりは粒内すべりによって律速されていると考えられている。

粒界すべりの機構の内、格子転位が粒界に達し、粒界上をすべり-上昇運動によって移動するモデルでは、格子転位が粒内を粒界まで運動する過程が律速段階であるとして、これが説明されている。しかし、Kê²⁵⁾や Mott の model による粒界すべり速度の計算値は実測値よりかなり大きく、また、粒界すべりと粒内変形の関係を直接には説明できない。

これに対して、King²⁶⁾らは、粒界すべりによって粒界三重点および粒界上の不規則部で応力集中を生じ、これが粒内変形によって解放される過程が粒界すべりの律速であると考えた。

粒界三重点の応力集中は folding とよばれる粒内変形によって解放される²⁷⁾が、粒界上の不規則部の応力集中の解放については、不規則部として、粒界とサブグレイン²⁸⁾の相互作用で生じた凹凸、粒界に先在する段¹⁴⁾²⁹⁾³⁰⁾(ledge)、粒内すべりによって生じた粒界の段³¹⁾(ledge)などを考えたモデルが提出されている。

Intrater³²⁾らは、粒内変形がほとんどみられない 'pure' な粒界すべりに対して、粒界の jog が粒界に沿って移動する過程が律速であると考え、Al などで粒界すべりが不連続的に起きることを説明している。

一方、Gifkins³³⁾らは粒界すべりの応力依存性から、低応力の場合には粒界の段 (ledge) の圧縮側から引張側に拡散が起きる過程によって粒界すべりが律速され³⁴⁾と考えた。Raj³⁴⁾らは同様の考えに基づいて、いろいろの形状の粒界について解析を行なっているが、図4に他の形状の場合もよく近似できる正弦波状の粒界の例を示す。この場合の粒界すべり速度 $\bar{v}$ は下のように

図4 凹凸のある粒界のすべり³⁴⁾

示される．

$$\dot{U} = \frac{8}{\pi} \frac{\tau_0 \Omega}{kT} \frac{\lambda}{h^2} D_v \left\{ 1 + \frac{\pi \delta}{\lambda} \frac{D_B}{D_v} \right\} \quad (1)$$

(Ω : 原子容積, D_v : 体積拡散定数,
 D_B : 粒界拡散定数, δ : 粒界拡散通路の幅)

(1)式で $(\pi\delta/\lambda)(D_B/D_v)$ が1に比べ大きければ, 粒界拡散の寄与が大きく, 粒界すべりの速度は λ には依存せず, $1/h^2$ の形で段の高さに影響される. $(\pi\delta/\lambda)(D_B/D_v)$ が1に比べ小さい場合には体積拡散の寄与が大きく, 粒界すべり速度は λ/h^2 で変化することになる. この理論によると, 一般には λ が小さく, 温度が低い場合には粒内拡散が, λ が大きく, 高温の場合には粒内拡散が主な役割を果たすことになるが, いずれの場合にも粒界が平面から凹凸のある状態になると, 粒界すべり速度が急激に減少することが示される.

Raj らは, また, 多結晶の粒界すべりによる変形を図5のようなモデルを用いて考察している. この場合の粒界すべりは変形1, 変形2の二つの方向に沿って起きるが, この解析から得られる式が, Nabarro-Herringの体積拡散によるクリープの式³⁵⁾, Cobleの粒界拡散によるクリープの式³⁶⁾と一致すること, 多結晶でNabarro-Herringのクリープ, Cobleのクリープが起きる場合には, 周囲の結晶粒との接合を保つため, 粒界すべりの起きることが必須であることを指摘し, 多結晶では粒界すべりによるクリープと Nabarro-He-

図5 多結晶の粒界すべりによる変形³⁴⁾

rringのクリープあるいはCobleのクリープは全く同一のものであることを強調している. これは, 粒界すべりによるクリープといわゆる拡散クリープの関係を明らかにした点で重要であると考えられる.

粒界すべりの機構として, 粒界転位の運動を考える場合にも, Hirth は, 粒界の接合性を保つため, 上のような拡散による過程が律速になるものと考えている.

2・4 固溶原子, 粒界粒出物, 粒内析出物などの影響

固溶元素の添加が粒界すべりの影響について, Biscondi³⁷⁾ らは純 Al において不純物の増加は粒界すべりを促進する結果を得ているが, 一方, 加藤³⁸⁾ らは, Al への Cu, Ag, Zn, Mg の添加で粒界すべりが抑制されるとし, さらに, Weinberg³⁹⁾ は Al への Fe の添加は粒界すべりに影響を及ぼさない結果を得ている.

Horton⁴⁰⁾ は上のような相違が温度, 応力などの試験条件の差に基づくと考え, Al に0.5%までのCuを加えた場合について温度, 応力を変化させて影響をしらべ, 試験片全体が変形するような高応力では, Cuの添加によって粒界すべりが促進されるが, 粒界すべりのみが起きる低応力では, Cuの添加は粒界すべりに影響を及ぼさない結果を得た. Hortonはこの原因として, 粒界すべりは粒界近傍の粒内で起きる転位間の相互作用による硬化過程で律速されるとし, 高応力で粒内でも変形が起きると, この転位間の相互作用が著しくなるが, Cu添加によって粒内変形が抑えられると, 粒界近傍の転位間の相互作用が抑えられるため, 粒界すべりが起きやすくなると考えている. Hortonはまた, Cu添加によって粒内変形と粒界すべりが逆の影響をうけること, 両者の応力依存性が異なることから, 粒界すべりは単に粒内変形のみによって規制されているのではないことを指摘している.

粒界上に析出物などの粒子がある場合の粒界すべりについて, Gibbs および Raj⁴¹⁾ らは粒子のまわりで起きる拡散によって律速されるとして解析を行なっている. Raj³⁴⁾⁴²⁾ らは図6のモデルで粒界すべり速度 $\dot{U}$ が下の

図6 粒子をもつ粒界のすべり³⁴⁾

ようになることを示した。

$$\dot{U} = 1.6 \frac{\tau_a \Omega}{kT} \cdot \frac{\lambda^2}{q^3} D_v \left\{ 1 + 5 \frac{\delta}{q} \frac{D_B}{D_v} \right\} \quad (2)$$

(Ω : 原子容積, λ : 粒子間の距離,
 D_v : 体積拡散定数, δ : 粒界拡散通
 路の幅, D_B : 粒界拡散定数)

この式で粒子が充分小さく, $(\delta/a)(D_B/D_v) \gg 1$ の場合には(2)式は

$$\dot{U}_B = \frac{8 \tau_a \Omega}{kT} \frac{\lambda^2}{q^4} \delta D_B \quad (3)$$

となり, 粒子の全体積が一定であれば, 粒子が大きいほど, 粒界すべり速度を低下させることになる。

Gibbs⁴¹⁾ も(3)と同様な式を求め, パラメータのおおのに通常みられる値を用いて計算すると, 粒子のない場合の粒界すべり速度とあまり変わらないことから, 粒界上の粒子は小さな影響を及ぼすだけであるとしているが, Raj³⁴⁾ らは, (2)式で考慮されている因子以外に, 粒子の存在は粒界が空孔を発生あるいは消滅させる作用を妨げるなど, 粒界すべりに関係のある微視的な過程に影響し, 粗く考えると, それ以下では粒界すべりが起きない限界応力 (threshold stress) が存在することになること, また, 粒子の分散が結晶粒の形を変えることなどによって, 粒界すべりに大きな影響を及ぼすと考えている。

Horton⁴³⁾ は粒界のみに析出物のある Al-0.05 % Fe 合金の粒界すべりをしらべ, 粒界析出物によって粒界すべりが著しく抑制されること, 粒界すべりの開始には一種の降伏応力が存在し, その大きさは粒子の分布密度によって変化することを示し, これらは粒界すべりに寄与する粒界転位と粒子との相互作用によるものと推定している。

Ishida⁴⁴⁾ らは, 粒内, 粒界析出物の状態をいろいろに変化させた Al-3%Cu 合金の粒界すべりをしらべている。この結果では, 粒内析出物が微細な場合には全クリープひずみに対する粒界すべりの寄与率 (r) が大きく, 析出物が粗大化すると r が低下した。また粒界析出物は r に重要な影響を及ぼしていないが, 粒界析出物のある場合には粒界すべりが起きるまでに潜伏期間がみとめられた。さらに r は, 粒界の depleted zone の幅と粒内析出物の間隔の比とよく対応していることが明らかになり, depleted zone の幅が大きいほど粒界すべりが容易になると考えている。

実用の析出硬化型耐熱合金では多くの場合, 粒界で破断するが, 後述のように粒界破断は粒界すべりと密接な関係のあることを考慮すると, 析出硬化型合金のクリープ, クリープ破断挙動と組織と関連を明らかにするためには, 粒内析出物, 粒界析出物の大きさ, 分布状態, depleted zone の幅などを系統的に変化させ

た試料について, これらの因子と粒界すべりの関連を定量的には握ることが必要であると考えられる。

3 クリープ速度に及ぼす結晶粒度の影響

クリープ速度が結晶粒度によって変化することは古くから知られ, 多くの研究が行なわれて, いくつかの^{34)45)~47)} 解説がある。

結晶粒度とクリープ速度の関係は大別すると, (1)結晶粒が大きいほどクリープ速度が小さい, (2)結晶粒が小さいほどクリープ速度が小さい, (3)ある結晶粒度のときクリープ速度が最小となり, それより結晶粒が大きい範囲では(1)の傾向が, 小さい範囲では(2)の傾向を示す, の三とおりに分類される。

一般に, 同一材料, 同一応力下では, 高温側で(1)の傾向が, 低温側で(2)の傾向がみられる。

(3)は, Sn, Monel, 17Cr-14Ni オーステナイト鋼,⁵⁰⁾ Cu⁵¹⁾ などでみとめられている。Garofalo⁵⁰⁾ らは, 結晶粒界および subboundary が転位の発生, 消滅の場所になることによってクリープ速度に影響を及ぼすとして,

$$\dot{\epsilon} = K(2L_M^3/L + L^2) \quad (4)$$

(K : 応力に依存する定数, L_M : クリープ速度が最小を示す結晶粒径, L : 結晶粒径)

を導き, (3)の場合を説明したが, この式の第1項は結晶粒界が転位の増殖, 消滅源になることによるもので, 高温でその効果が大きくなり, 第2項は subboundary から発生した転位ループの運動に関係し, 低温で効果が大きくなると考えている。

一方, Hirth²⁴⁾ は, 図7(a)のように結晶粒が小さな応力 σ の下で粒内拡散あるいは粒界拡散によって変形する場合には, それぞれ

$$\dot{\epsilon} \propto \frac{D\sigma}{d^2} \quad (\text{Nabarro-Herring のクリープ}) \quad (5)$$

$$\dot{\epsilon} \propto \frac{D_v \sigma}{d^3} \quad (\text{Coble のクリープ}) \quad (6)$$

となり, 図7(b)のように, 粒界に転位が集積した場合には, 転位の上昇運動に寄与する空孔の流れは, 集積転位群の先端の集中応力に比例すると考えて

$$\dot{\epsilon} \propto \frac{\sigma^2 d D}{L^3} \quad (7)$$

となるが, 転位源が粒界上にあり, その分布が粒界上で一様で, また転位源の作動する臨界応力が粒径と無関係な場合には, L は d と無関係となり, (7)式から

$$\dot{\epsilon} \propto \sigma^2 d D \quad (8)$$

を導いた。Hirth は, ある条件下では, (5)あるいは(8)のいずれかが優勢になるとし, 応力一定の場合には, ある限界の d を境にして, 粒界強化 ((8)の場合) と粒界弱化 ((5)の場合) になることを示した。Hirth はまた, クリープ速度式の D 以外の因子にも温度依存性があることを考えると, 応力, 結晶粒度が一定の場合

(a) 拡散クリープ (b) 転位によるクリープ

図7 クリープの模式図³⁴⁾

には、ある温度を境として粒界強化から粒界弱化⁵²⁾への変化が起き、これが equicohesive temperature に対応すると考えている。

なお、実用合金では結晶粒の効果が析出などによってマスクされている場合が多く、析出などのマスク効果を除いた実験では、オーステナイト鋼、フェライト鋼で結晶粒度の影響がみられなかったが、これは、実験温度がこれらの材料の equicohesive temperature に近いためと考えられる。

Wilcox⁵³⁾らは、 ThO_2 を分散させたNi合金で、定常クリープ速度が、結晶粒の aspect ratio (長径(Z)/短径(z))に比例することを見いだした。Hirth²⁴⁾はこれについて、(7)式で、長径 Z が L に相当する場合は拡散による転位の消滅が最も遅く、律速段階になると考え、

$$\dot{\epsilon} \propto (\sigma^2 D / Z^2) (z / Z) \quad (9)$$

を導いて説明している。またRaj³⁴⁾らも粒界すべりのモデルを用い、同様の式を求めている。

これによると、結晶粒が大きく、aspect ratioの大きいものほどクリープ強度が高いことになり、耐熱合金の強度の改善に一つの示唆を与えている。

4 超 塑 性

超塑性は⁵⁴⁾Bi, ⁵⁵⁾Pb, ⁵⁶⁾Sn, ⁵⁷⁾Al, ⁵⁸⁾Mg, ⁵⁹⁾Fe, ⁶⁰⁾Ni, ⁶¹⁾Ti, ⁶¹⁾Zr

など多数の合金系で観察されているが、超塑性が現われる条件は⁶²⁾(1)結晶粒が非常に微細である、(2)変形温度が $0.4 T_M$ (T_M : 融点の絶対温度)より高い、(3)変形応力のひずみ速度依存性の大きい範囲のひずみ速度で変形する、などである。

超塑性合金の挙動は次のように示され、⁶²⁾

$$\dot{\gamma} = K \sigma^{1/m} d^{-A} D \quad (10)$$

($\dot{\gamma}$: ひずみ速度, σ : 応力, m, A : 定数, d : 結晶粒径, D : 拡散定数)

超塑性を示す場合には m は0.3~1.0で典型的な場合は0.5となる。また A は2ないし3であり、変形の活性化エネルギーは、体積拡散あるいは粒界拡散のそれに一致する。

これらの条件を満たす変形機構として、拡散クリープ⁶³⁾⁶⁴⁾、粒界すべり⁶⁵⁾および転位の上昇運動とすべりに基づいたモデルが提出されているが、Davies⁶⁷⁾らは、可能性の強いものとして、粒界すべりと拡散クリープの組合せ、粒界すべりと粒界移動の組合せおよび粒界すべり、粒界移動、上昇運動とすべりによる転位の局所的な運動の組合せを挙げている。

Hayden⁶²⁾らは応力、温度範囲を変えた場合の超塑性挙動を検討し、低応力では拡散クリープが変形および律速機構であり、中程度の応力では粒界すべりが主な変形機構であるが、変形全体は粒内クリープによって律速されると考えている。また $0.4 \sim 0.65 T_M$ では転位に沿ったパイプ拡散が粒内クリープおよび粒界すべりの律速段階であり、 $0.65 T_M$ 以上では体積拡散が拡散クリープおよび粒内クリープの律速であるとしている。

以上のように超塑性変形の機構は明らかになっていないが、いずれの場合にも原子論的には粒界が空孔あるいは転位の発生、消滅の場所として重要な役割を果たしているものと考えられる。

5 む す び

以上のように、結晶粒界は主として粒界すべりによって、高温の変形、特に、高温、低応力側の変形に大きな影響を及ぼしていることが明らかになっている。また、これ以外の条件下でも、IIで述べるように粒界すべりは高温の破壊に対して支配的な影響をもっているため重要である。

粒界すべりの機構については、まだ不明な点が多いが、今後、粒界転位の直接観察などにより、粒界すべりそのものの機構や、粒界すべりが変形、破壊に寄与する機構が明らかになるものと期待される。

(昭和47年11月30日 高温強度部門委員会第2分科会にて講演)

参 考 文 献

- 1) Rachinger, W.A., Acta Met., 7, 374 (1959).

- 2) Moore, H. F., *et al.*, Univ. of Illinois, Report No. 306, **Vol. 30**, p.102 (1938) Eng. Exp. Station
- 3) Garofalo, F., *Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals* (1965) Macmillan, N.Y.
- 4) McLean, D., *Grain Boundaries in Metals* (1957) Oxford Univ. Press, London
- 5) Stevens, R.N., *Metallurgical Reviews*, **11**, 129 (1966).
- 6) 石田洋一, 生産研究, **19**, 35 (1967).
- 7) Gleiter, H., and B. Chalmers, *Progress in Metal Science*, **16**, 179 (1972).
- 8) Kê, T.K., *J. Appl. Phys.*, **20**, 274 (1949).
- 9) Mott, N.F., *Proc. Phys. Soc.*, **60**, 391 (1948).
- 10) Rhines, N.F., *Trans. ASM*, **48**, 9 (1956).
- 11) Tung, S.T., R. Maddin, *Trans. AIME*, **209**, 905 (1957).
- 12) Adsit, N.R., and J.O. Brittain, *Trans. AIME*, **218**, 765 (1960).
- 13) Feltham, P., *Proc. Phys. Soc.*, **56**, 865 (1953).
- 14) Strutt, P.R., *et al.*, *J. Inst. Met.*, **93**, 71 (1964-65).
- 15) Weertman, J., *J. Appl. Phys.*, **26**, 1213 (1955).
- 16) Crussard, C., and J. Friedel, *NPL Symposium on Creep and Fracture of Metals at High Temperatures*, H.M.S.O., 243 (1956).
- 17) Horton, C.A.P., and C.J. Beevers, *Acta Met.*, **16**, 733 (1968).
- 18) Ishida, Y., and D. McLean, *Met. Sci. J.*, **1**, 171 (1967).
- 19) Brandon, D. G., *et al.*, *Acta Met.*, **12**, 813 (1964).
- 20) Gleiter, H., *et al.*, *Acta Met.*, **16**, 1053 (1968).
- 21) Fukushima, E., and A. Ookawa, *J. Phys. Soc. Jap.*, **8**, 280 (1953).
- 22) Ashby, M.F., and R. Raj, *Trans. AIME*, **2**, 1113 (1972).
- 23) Horton, C.A.P., and G.R. Kegg, *Proc. 3rd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*, **1**, 213 (1973) *Inst. Metals*, and *Iron and Steel Inst.*
- 24) Hirth, J.P., *Met. Trans.*, **3**, 3047 (1972).
- 25) Martin, J.A., *et al.*, *Trans. AIME*, **209**, 78 (1957).
- 26) King, R., and B. Chalmers, *Progress in Metal Physics*, **1**, 127 (1949).
- 27) Chang, H.C., and N.J. Grant, *Trans. AIME*, **206**, 169 (1956).
- 28) Brunner, H., and N.J. Grant, *Trans. AIME*, **215**, 48 (1959).
- 29) McLean, D., and M.H. Farmer, *J. Inst. Met.*, **85**, 41 (1956-57).
- 30) Li, J.C.M., *J. Appl. Phys.*, **32**, 525 (1961).
- 31) Davies, P.W., *et al.*, *J. Inst. Met.*, **90**, 431 (1961-62).
- 32) Intrater, J., and E.S. Machlin, *J. Inst. Met.*, **88**, 305 (1959-60).
- 33) Gifkins, R.C., and K.V. Snowden, *Trans. AIME*, **239**, 910 (1967).
- 34) Raj, R., and M. F. Ashby, *Met. Trans.*, **2**, 1113 (1971).
- 35) Herring, C., *J. Appl. Phys.*, **21**, 437 (1950).
- 36) Coble, R.L., *J. Appl. Phys.*, **34**, 1679 (1963).
- 37) Biscondi, M., and G. Goux, *Rev. Met.*, **65**, 167 (1968).
- 38) 加藤道友, 日本金属学会誌, **31**, 1180 (1967).
- 39) Weinberg, F., *Trans. AIME*, **212**, 808 (1958).
- 40) Horton, C.A.P., *Acta Met.*, **18**, 1159 (1970).
- 41) Gibbs, G.B., *Rev. Met.*, **62**, 781 (1965).
- 42) Raj, R., and M.F. Ashby, *Met. Trans.*, **3**, 1937 (1972).
- 43) Horton, C.A.P., *Acta Met.*, **20**, 477 (1972).
- 44) Ishida, Y., *et al.*, *Trans. AIME*, **230**, 1454 (1964).
- 45) Irvine, K., *et al.*, *Structural Processes in Creep*, I.S.I. Special Report No.70, 246 (1961).
- 46) 門間改三, 須藤 一, 結晶粒度と高温強度の関連性について(日本金属学会昭和41年秋期大会シンポジウム予稿) (1966).
- 47) 今井勇之進, 村田威雄, 日本金属学会会報, **6**, 585 (1967).
- 48) Hanson, D., *Trans. AIME*, **133**, 15 (1939).
- 49) Shahinian, P., and J.R. Lane, *Trans. ASM*, **45**, 177 (1953).
- 50) Garofalo, F., *et al.*, *Trans. AIME*, **230**, 1460 (1964).
- 51) Parker, E.R., and C.F. Riisness, *Trans. AIME*, **156**, 117 (1944).
- 52) Jeffries, Z., *J. Amer. Inst. Met.*, **11**, 300 (1917).
- 53) Wilcox, B.A., and A.H. Clauer, *Acta Met.*, **20**, 743 (1972).
- 54) Pearson, C.E., *J. Inst. Met.*, **54**, 111 (1934).
- 55) たとえば, Alden, T.H., *Trans. ASM*, **61**, 559 (1968).
- 56) Alden, T.H., *Acta Met.*, **15**, 469 (1967).
- 57) たとえば, Holt, D.L., and W.A. Backofen, *Trans. ASM*, **59**, 755 (1966).
- 58) Lee, D., *Acta Met.*, **17**, 1057 (1969).
- 59) たとえば, Morrison, W. B., *Trans. ASM*, **61**, 423 (1968).
- 60) たとえば, Hayden, H.W., and J.H. Brophy, *Trans. ASM*, **61**, 542 (1968).
- 61) Lee, D., and W.A. Backofen, *Trans. AIME*, **239**, 1034 (1967).
- 62) Hayden, H.W., *Met. Trans.*, **3**, 833 (1972).
- 63) Avery, D.H., and W.A. Backofen, *Trans. ASM*, **58**, 551 (1965).
- 64) Johns, R.B., and R.H. Johnson, *Trans. ASM*, **59**, 356 (1966).
- 65) Holt, D.L., and W.A. Backofen, *Trans. ASM*, **59**, 755 (1966).
- 66) Chaudhari, P., *Acta Met.*, **15**, 1777 (1967).
- 67) Davies, G.J., *et al.*, *J. Mat. Sci.*, **5**, 1091 (1970).